[논 문] 한국재료학회지
Korean J. Mater. Res.
Vol. 29, No. 8 (2019)
https://doi.org/10.3740/MRSK.2019.29.8.497

해양플랜트용 후판강의 FCAW HAZ 미세조직과 샤르피 충격 특성의 상관관계

이훈[1] · 이현욱[1] · 조성규[2] · 최동기[3] · 김형찬[4] · 권용재[1] · 이정구[1] · 신상용[1†]
[1]울산대학교 첨단소재공학부, [2]현대제철 R&D센터
[3]하이드로휀스트 기술연구소, [4]한국생산기술연구원 에너지플랜트그룹

Correlation between Microstructure and Charpy Impact Properties of FCAW HAZ of Thick Steel Plates for Offshore Platforms

Hun Lee[1], Hyunwook Lee[1], Sung Kyu Cho[2], Dongki Choi[3], Hyoung Chan Kim[4], Yongjai Kwon[1], Jung Gu Lee[1] and Sang Yong Shin[1†]
[1]School of Materials Science and Engineering, University of Ulsan, Ulsan 44610, Republic of Korea
[2]Technical Research Center, Hyundai Steel Company, Dangjin 31719, Republic of Korea
[3]Technical Research Center, Hydrofast, Incheon 21315, Republic of Korea
[4]Energy Plant R&D Group, Korea Institute of Industrial Technology, Busan 46742, Republic of Korea

(Received June 19, 2019 : Revised July 24, 2019 : Accepted August 4, 2019)

Abstracts In this study, the correlation between microstructure and Charpy impact properties of FCAW(Flux cored arc welding) HAZ(Heat affected zone) of thick steel plates for offshore platforms was investigated. The 1/4 thickness(1/4t) location HAZ specimen had a higher volume fraction of bainite and finer grain size of acicular ferrite than those of the 1/2 thickness (1/2t) location HAZ specimen because of the post heat effect during the continuous FCAW process. The Charpy impact energy at -20 °C of the 1/4t location HAZ specimen was lower than that of the 1/2t location HAZ specimen because of the high volume fraction of coarse bainite. The Charpy impact energy at -40 and -60 °C of the 1/2t location HAZ specimen were higher than those of the 1/2t location HAZ specimen because the ductile fracture occurred in the fine acicular ferrite and martensite regions. In the ductile fracture mode, the deformed regions were observed in fine acicular ferrite and martensite regions. In the brittle fracture mode, long crack propagation path was observed in bainite regions.

Key words steel, FCAW, HAZ, microstructure, charpy impact properties.

1. 서 론

최근 극지방에 건설되는 해양플랜트는 높은 하중을 받으며, 낮은 해수 온도에서 안전하게 활용되기 위해서 그 재료는 높은 강도와 우수한 저온 인성이 요구된다. 이러한 고강도와 우수한 저온 인성을 동시에 만족할 수 있는 철강재료로 베이나이트계 후판강이 많이 사용되고 있다. 해양플랜트는 매우 큰 구조물이므로, 그 구조물이 충분한 강성을 가지기 위해서는 후판강이 두꺼우면서도 용접성도 우수하여야 한다. 이러한 조건을 만족하기 위해 대부분의 해양플랜트용 후판강은 탄소 당량(carbon equivalent, C_{eq})을 줄여서 결정립을 미세화하기 위한 TMCP(thermo-mechanical control process)로 제조된다.[1-11)]

해양플랜트용 후판강의 용접 방법 중에서 FCAW(flux cored arc welding)는 filler metal이 플럭스를 감싼 용접봉을 이용하며, 비교적 빠른 용접이 가능하고 용접부의

†Corresponding author
E-Mail : sshin@ulsan.ac.kr (S. Y. Shin, Univ. of Ulsan)

© Materials Research Society of Korea, All rights reserved.
This is an Open-Access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution Non-Commercial License (http://creativecommons.org/licenses/by-nc/3.0) which permits unrestricted non-commercial use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original work is properly cited.

산화를 효과적으로 방지하는 장점을 가진다.[12,13] 이 때 전류, 전압, 용접봉 이송 속도 등의 용접 변수를 제어하는 것을 통해서 용접 시 시편에 가해지는 입열량을 제어할 수 있다. 입열량 제어를 통해 HAZ(heat affected zone) 미세조직을 제어할 수 있다. 하지만 연속되는 용접 공정에 의한 후속 열영향에 의해 HAZ미세조직은 후판강의 두께나 방향에 따른 위치별로 제어가 쉽지 않기 때문에 강도와 인성과 같은 기계적 특성을 의도한 대로 얻는 어렵다. 후판강은 두께가 증가할수록, 연속 용접 공정 시 강판이 갖는 열용량이 증가하므로 강의 중심부와 표면부의 열구배가 증가한다. 용접이 지속됨에 따라 중심부에 가까울수록 반복적인 후속열영향을 크게 받게 되고, 표면에 가까워질수록 냉각 속도가 빨라지는 효과가 있다. 또한 냉각 시에도 강의 중심부와 표면부의 냉각 속도가 다르기 때문에 후판강의 미세조직은 두께 위치별로 달라진다. 상기한 요소들이 복합적으로 작용함에 따라 두께 위치별로 HAZ 미세조직은 차이가 생기게 되고, 기계적 특성에 영향을 주게 된다.[14-17]

후판강에 용접 공정이 적용되고 HAZ의 미세조직과 저온 인성에 대한 연구가 다양하게 이루어졌음에도 불구하고, 100 mm 이상의 후판강에 실제 용접을 적용하여 두께 위치별로 HAZ 미세조직을 분석하고 이를 저온 인성과 연관지어 조사한 연구는 매우 부족한 실정이다. 따라서 본 연구에서는 해양플랜트용 100 mm 두께를 갖는 후판강에 FCAW 공정을 연속적으로 적용하여 HAZ의 미세조직을 두께 위치별로 분석하였다. 그리고 저온에서 샤르피 충격 시험을 실시하여 저온 충격 인성을 평가하여 HAZ 미세조직과 샤르피 충격 특성의 상관관계를 조사하였다.

2. 실험 방법

2.1 시편 제조

본 연구에서 사용한 해양플랜트용 후판강의 화학조성은 Fe-0.05C-0.1Si-1.5Mn-1.0Ni-0.015(P+S)-0.6(Cr+Cu+Mo)-0.05(Al+Ti)-0.07(V+Nb) (wt%)이 포함되어 있으며, 탄소 당량은 0.43 %이다. 후판강은 TMCP로 제조되었으며, 1,200 ℃에서 2시간 용체화처리를 한 후, 1,050 ℃에서 조압연을 시작하였다. 이후 30~40 %의 압하율로 사상 압연을 실시하여, 300 mm 두께의 슬라브를 100 mm 두께의 후판강으로 제조하였다. 압연 후 700 ℃에서 수랭을 시작하여 350 ℃까지 3 ℃/sec의 냉각 속도로 가속냉각한 후, 상온까지 공랭하였다.

2.2 FCAW 공정 조건

Fig. 1에 FCAW를 적용한 시편의 형상과 FCAW 조건을 나타내었다. 모재를 기계 가공하여 K-groove를 만든 후, 위쪽과 아래쪽에 각각 18과 93 pass로 FCAW를 적용하였다. 용접 시 전압과 전류는 각각 34 V와 245 A이고, 용접 속도는 615 mm/min이다. 이를 입열량으로 계산하면 7 kJ/cm가 되며, 용접 시 CO_2 가스를 보호가스로 사용하였다.

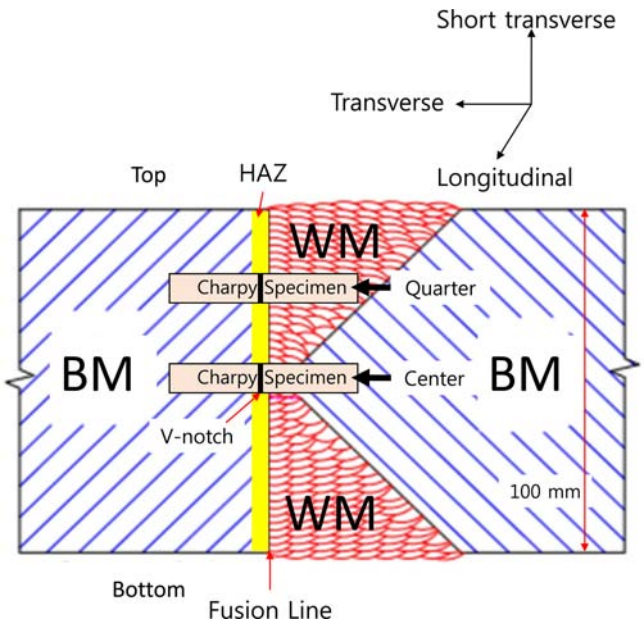

Fig. 1. Schematic illustration of K-groove and weld layers for the FCAW(Flux cored arc welding) method(BM : base metal, WM : weld metal, HAZ : heat affected zone).

2.3 미세조직 분석

시편의 미세조직을 분석하기 위해서 후판강의 L-T 면(longitudinal-transverse plane)을 2,000 grit의 사포로 연마하고, 1 μm 다이아몬드 서스펜션으로 연마한 뒤 2 % 나이탈 용액(질산 + 에탄올)으로 에칭하여 광학 및 주사전자현미경(sscanning electron microscope, SEM)으로 관찰하였다. 후방산란전자회절패턴분석기(electron back scatter diffraction, EBSD) 분석을 위해 시편의 표면을 기계적으로 연마한 후, A2용액(2-부톡시에탄올 + 에탄올 + 증류수 + 과염소산)을 사용하여 flow rate 3, 40~50 V, 2 s 조건으로 전해연마 하였다. EBSD 분석은 주사전자현미경 내에서 step size는 0.2 μm로 실시되었으며, 결정 방위는 OIM analysis 소프트웨어를 이용하여 분석하였다.

2.4 기계적 특성 평가

후판강의 L-T면에 하중 300 gf, 유지 시간 10초로 하여 모재와 HAZ 시편의 비커스 경도를 측정하였다. 모

재 인장 시편은 T 방향(transverse direction)으로 ASTM E8/8M규격에 맞추어 표준 크기의 봉상 시편으로 준비하였고, 상온에서 변형 속도 10^{-3} /s로 인장 시험을 실시하였다. 샤르피 충격 시편은 Fig. 1과 같이 T-L 방향(transverse-longitudinal direction)으로 ASTM E23규격에 맞추어 55 × 10 × 10 mm의 표준 크기의 시편으로 준비하였고, 모재와 HAZ 시편은 -20, -40, -60 °C에서 샤르피 충격 시험을 실시하였다. FCAW 공정을 적용하여 제조한 HAZ 시편은 후판강의 두께 위치에 따라 Quarter와 Center 시편으로 구분하였고, 편의상 FCAW로 제조된 Quarter 위치(두께 1/4t 위치)의 HAZ 시편을 'FQ' 시편으로, FCAW로 제조된 Center 위치(두께 1/2t 위치)의 HAZ 시편을 'FC' 시편으로 표기하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 모재 미세조직 및 기계적 특성

Fig. 2에 모재 조직을 광학현미경으로 관찰하여 나타내었다. 모재는 준다각형 페라이트(qusai-polygonal ferrite; QPF), 침상형 페라이트(acicular ferrite; AF), 그리고 탄화물과 MA(martensite-austenite constituent)와 같은 경질의 이차상으로 구성되어 있다. 표1에 모재의 상분율을 나타내었다. 주 조직인 준다각형 페라이트는 70 % 정도 형성되어 있고, 침상형 페라이트가 30 % 정도, 이차상이 6.9 % 존재한다. 준다각형 페라이트의 결정립 크기는 20~30 μm이고, 침상형 페라이트의 결정립 크기는 5~10 μm이다. 이차상들의 크기는 1~3 μm이다.

Fig. 3에 모재 조직을 EBSD로 분석하여 결과를 나타내었다. 모재의 역극점도(Inverse pole figure map) 분석 결과, 결정립들은 방향성 없이 무질서하게 형성되어 있다. 결정립계를 색깔로 구분하여 나타낸 결정립계도(Grain boundary map)에서 준다각형 페라이트와 침상형 페라이트의 결정립계는 15° 이상의 고경각을 가지는 것을 확인할 수 있으며, 침상형 페라이트가 미세하게 형성된 영역에서는 15° 이하의 저경각 결정립계도 나타난다. 이는 침상형 페라이트가 형성된 영역에서는 미세한 페라이트 결정립들과 이차상들이 복잡하게 형성되면서 결정립계가 충분하게 무질서한 방향으로의 성장을 하지 못하였기 때문이다. 그 결과, 결정립계 방위차 분포(Misorientation angle distribution)에서도 저경각을 갖는 결정립이 많이 나타났다. 즉, 미세한 침상형 페라이트가 복잡하게 형성된 영역에서는 15° 이상의 고경각을 갖는 결정립계 뿐만 아니라, 15° 이하의 저경각을 갖는 결정립계도 함께 나타난다. KAM(Kernel average misorientation) map 분석결과, 저경각의 결정립계를 갖는 침상형 페라이트 주변 영역에서는 변형이 많이 발생하였다.

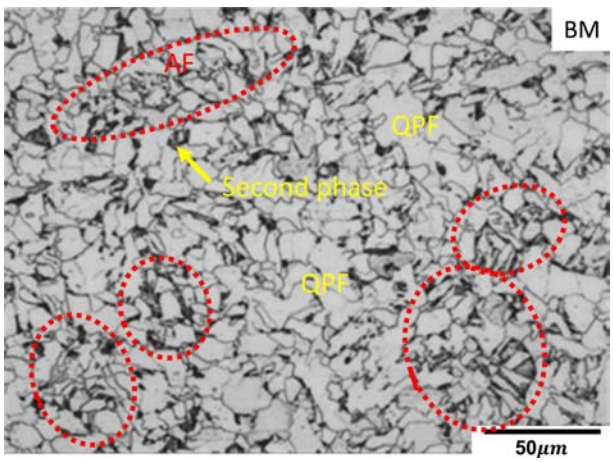

Fig. 2. Optical microstructure of the base metal(AF : acicular ferrite, QPF : quasi-polygonal ferrite).

모재의 비커스 경도는 176 Hv, 항복강도는 510 MPa, 인장강도는 585 MPa, 연신율은 26 %이다. 모재는 항복강도를 기준으로 해양플랜트용 500 MPa급 후판강에 해당된다. 모재의 샤르피 충격 에너지를 Table 2에 나타내었다. -20과 -40 °C에서의 평균 샤르피 충격 에너지는 300 J 이상으로 높은 편이며, -60 °C에서의 평균 샤르피 충격 에너지는 270 J로 약간 감소하였다.

3.2 HAZ 미세조직

Fig. 4에 HAZ 시편의 미세조직을 광학현미경으로 관찰하여 나타내고, Table 1에 HAZ 시편에 형성된 미세조직의 분율을 나타내었다. HAZ는 용융선에서부터 모재 부까지 형성되며, 그 안에서도 열영향에 따라 CGHAZ (Coarse-grain HAZ), SCHAZ(Subcritical HAZ), ICHAZ (Intercritical HAZ), FGHAZ(Fine-grain HAZ)로 세분화되며, 다양한 조직으로 이루어진다. 본 연구에서는 HAZ의 미세조직을 용융선에 인접한 CGHAZ에 집중하여 분석하였다. 용융부의 미세조직은 수 μm 크기의 미세한 결정립을 갖는 침상형 페라이트와 마르텐사이트로 구성되어 있다. HAZ 영역의 미세조직도 수 μm 크기의 미세한 결정립을 갖는 침상형 페라이트와 마르텐사이트가 혼재된 조직과 수십 μm 크기의 조대한 결정립을 베이나이트가 형성되어 있다. HAZ 미세조직의 경우, 두께 위치별 상분율의 차이가 있는데, FQ 시편의 베이나이트 분율은 30 % 정도로 FC 시편의 베이나이트 분율(20 %)보다 많다. 베이나이트 패킷(packet)의 크기는 30~60 μm로 조대하다. FCAW 공정에서 두께 위치별 열영향이 다르므로 상분율 및 결정립 크기가 달라지는데, FC 시편은 FQ 시편보다 후속되는 용접 공정에서의 열영향을 더 많이 받게 되어 베이나이트의 분율이 낮고 침상형 페라이

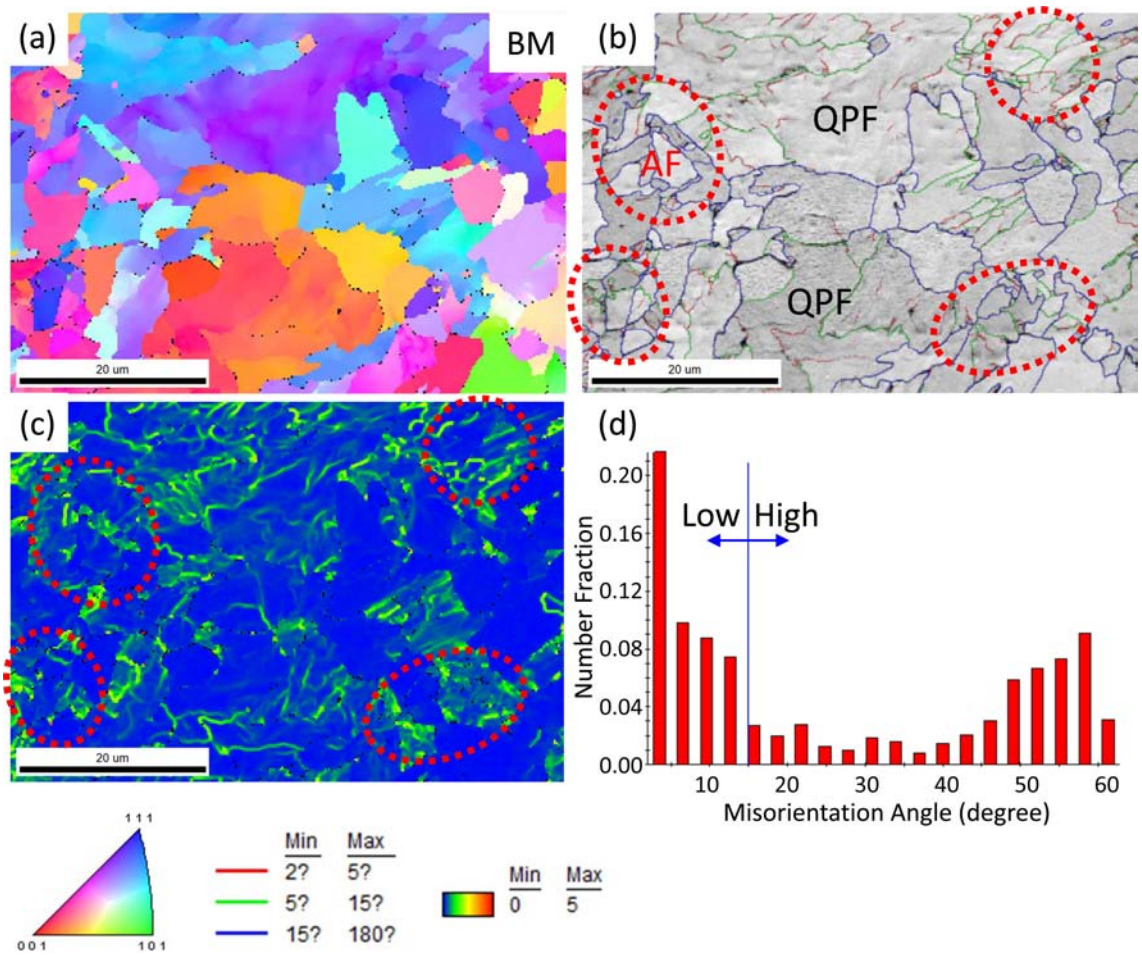

Fig. 3. (a) Inverse pole figure map, (b) grain boundary and image quality map, (c) KAM(Kernel average misorientation) map, and (d) misorientation angle distribution of the base metal(AF : acicular ferrite, QPF : quasi-polygonal ferrite).

Table 1. Volume fractions of microstructure of the base metal and FCAW HAZ specimens.

Specimen	Quasi-polygonal ferrite (%)	Acicular ferrite (%)	Second phases (%)
BM	Bal.	30	6.9
Specimen	Acicular ferrite + Martensite (%)		Bainite (%)
FQ	70		30
FC	80		20

Table 2. Charpy impact energy of the base metal.

Test temperature (°C)	Charpy impact energy (J) $1^{st}/2^{nd}/3^{rd}$	Average energy (J)
-20	316/307/306	310±5
-40	316/305/304	308±7
-60	284/269/258	270±13

트의 결정립도 성장하게 된다.

HAZ 시편의 미세조직을 EBSD로 분석하여 Fig. 5와 6에 나타내었다. 역극점도 분석 결과, 침상형 페라이트는 미세한 결정립들이 무질서한 방향으로 형성되어 있고, 베이나이트는 아결정립(sub-grain)들이 일정한 방향으로 형성되면서 조대한 패킷을 가진다. 결정립계도에서 침상형 페라이트와 베이나이트 패킷의 결정립계는 주로 15° 이상의 고경각을 가지며, 베이나이트 결정립 내부에는 15° 이하의 저경각 결정립계가 나타난다. 이는 베이나이트 결정립 내부의 래스(lath)간에 결정방위차가 저경각을 이루기 때문이다. 그 결과, 결정립계 방위차 분포(misorientation angle distribution)에서도 저경각을 갖는 결정립이 많이 나타났다. KAM map 분석결과, 침상형 페라이트 또는 베이나이트 영역의 주변에서 베이나이트 내부에 비해 변형이 많이 일어났다.

후판강은 두께가 두껍기 때문에 용접 공정 시 후속되는 용접 공정에 의해 열영향이 다르게 작용하여 조직을

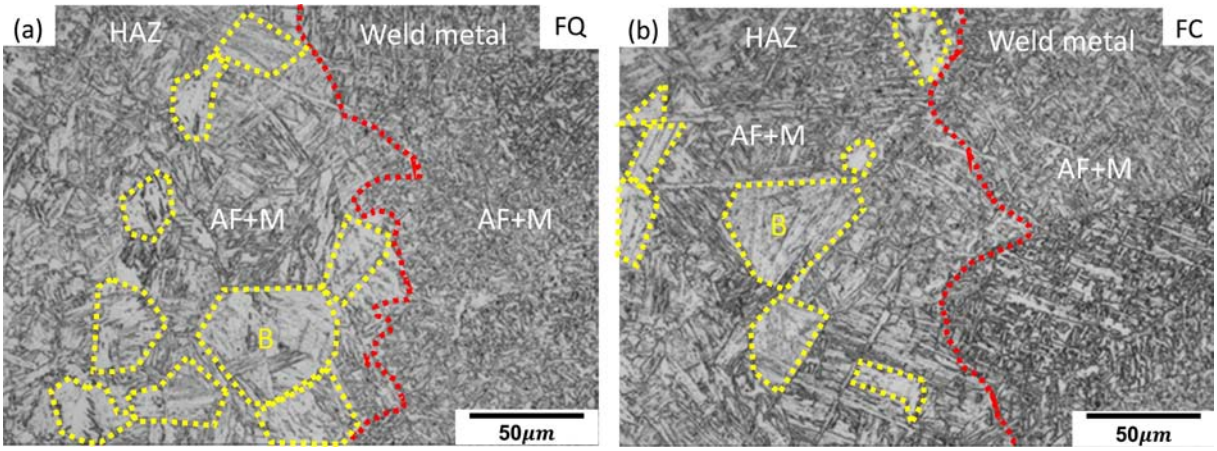

Fig. 4. Optical microstructure of the (a) FQ and (b) FC specimens(AF : acicular ferrite, M : martensite, B : bainite).

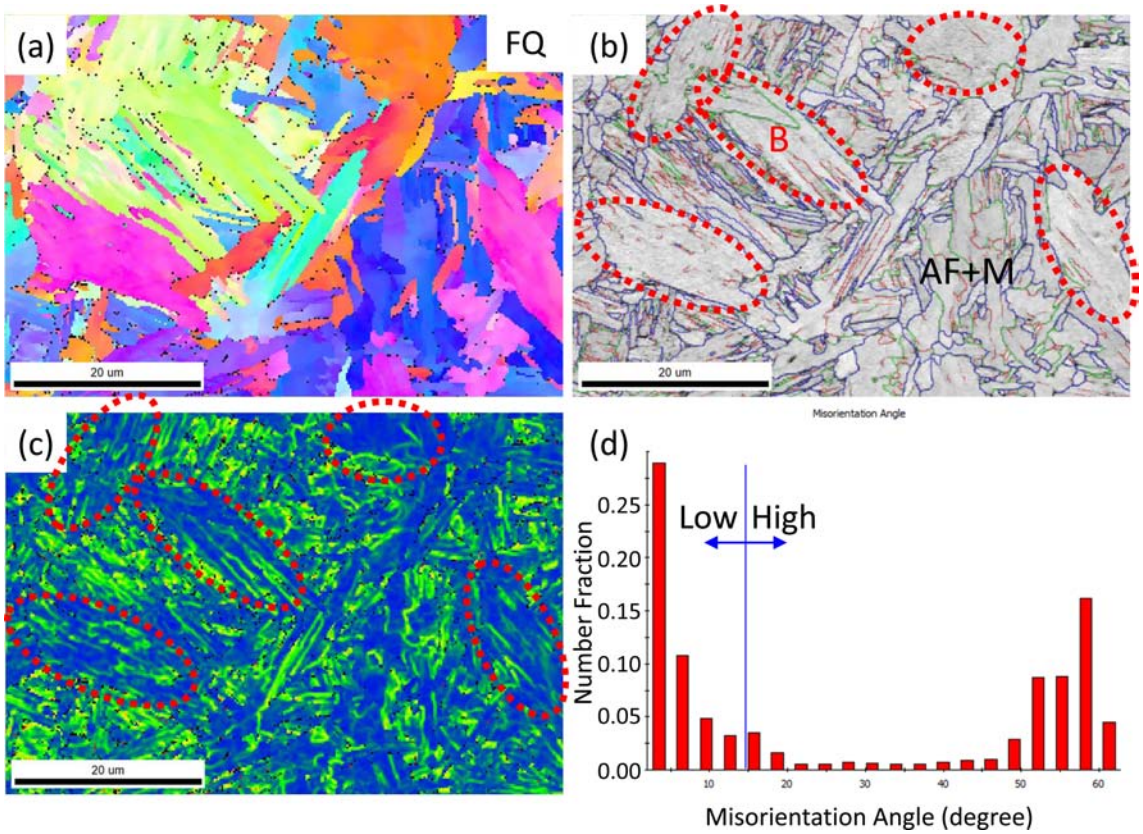

Fig. 5. (a) Inverse pole figure map, (b) grain boundary and image quality map, (c) KAM(Kernel average misorientation) map, and (d) misorientation angle distribution of the FQ specimen(AF : acicular ferrite, M : martensite, B : bainite).

형성하게 된다. 중심부에 가까울수록 많은 열영향을 받기 때문에 저온변태조직의 분해가 쉬워지고 결정립의 크기도 커진다.[14-17] 본 연구에서도 표면에 가까운 FQ 시편의 베이나이트 분율이 중심부인 FC 시편에 비해 더 높았다. 그리고 EBSD 결과에서, FQ 시편의 침상형 페라이트의 결정립 크기가 FC 시편에 비해 더 작고 뾰족한 형태를 갖는다. 열영향을 덜 받을수록 미세조직이 형성될 때 전위 밀도가 증가하거나 변형이 증가하여 KAM map에서 더 많은 변형이 나타나게 된다. 본 연구에서도 FQ 시편의 KAM map에서 FC 시편에 비해 더 많은 변형이 나타났다. 이는 결국, 경도에도 영향을 미치게 되며, 본 연구에서는 FQ 시편의 경도가 FC 시편에 비해

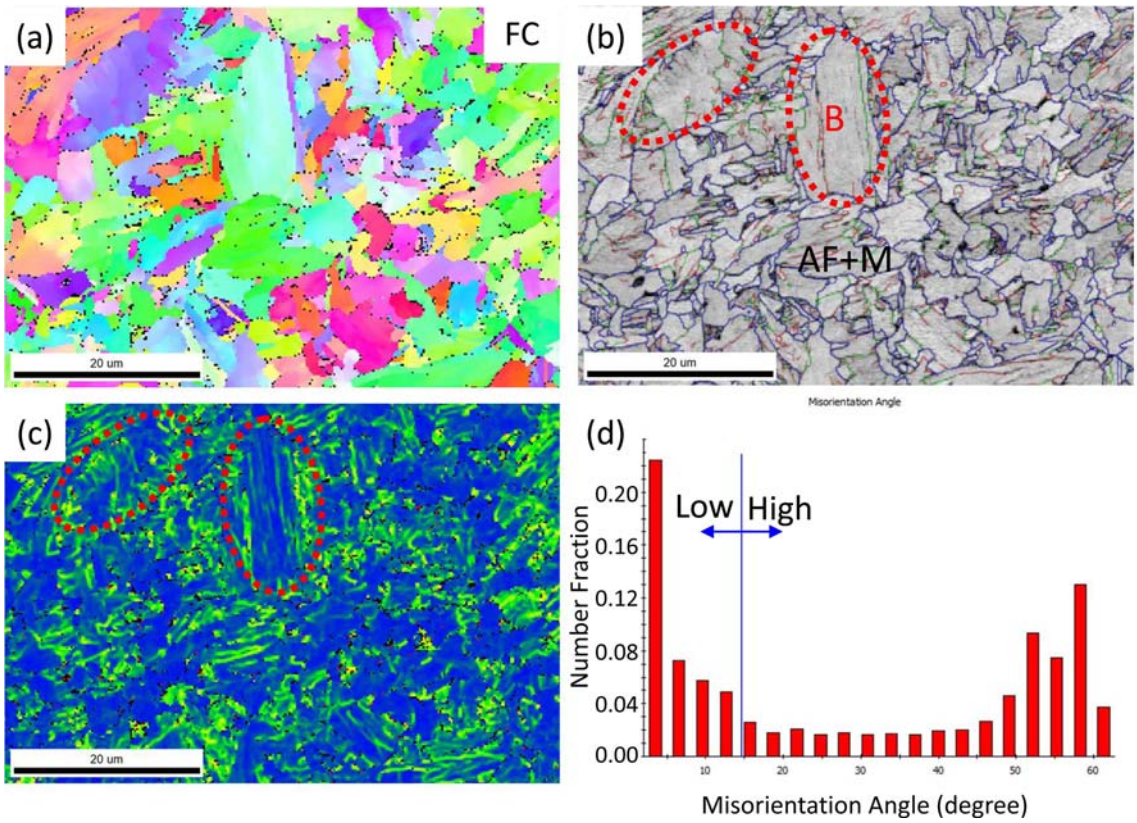

Fig. 6. (a) Inverse pole figure map, (b) grain boundary and image quality map, (c) KAM(Kernel average misorientation) map, and (d) misorientation angle distribution of the FC specimen(AF : acicular ferrite, M : martensite, B : bainite).

Table 3. Charpy impact energy of the FCAW HAZ specimens.

Specimen	Test temperature (°C)	Charpy impact energy (J) $1^{st}/2^{nd}/3^{rd}$	Average energy (J)
FQ	-20	229/122/95	149±71
	-40	148/142/109	133±21
	-60	95/63/50	69±23
FC	-20	282/252/185	240±50
	-40	234/44/35	104±104
	-60	156/48/36	80±66

10 Hv 정도 더 높았다. FQ와 FC 시편의 비커스 경도는 각각 297와 288 Hv이다.

3.3 HAZ 샤르피 충격 특성

HAZ 시편들의 저온 샤르피 충격 에너지를 Table 3에 나타내었다. -20 °C에서 FQ와 FC 시편의 평균 샤르피 충격 에너지는 각각 149와 240 J로 비교적 차이가 크다. 특히, FQ 시편의 -20 °C 샤르피 충격 에너지 편차는 FC 시편에 비해 크다. 시험 온도가 감소할수록 샤르피 충격 에너지는 감소하며, -60 °C에서 FQ와 FC 시편의 평균 샤르피 충격 에너지는 각각 69와 80 J로 비슷한 수준이 된다. 하지만 FQ 시편의 -60 °C 샤르피 충격 에너지 편차는 FC 시편에 비해 작고, 거의 대부분 취성 파괴가 일어났다고 예상된다. 반면, FC 시편의 -60 °C 샤르피 충격 에너지는 편차가 크고, 연성과 취성 파괴가 복합적으로 발생하였다고 예상된다.

Fig. 7에 -60 °C에서 가장 낮은 샤르피 충격 에너지를 가지며 파괴된 FQ와 FC 시편의 파면을 주사전자현미경으로 관찰하여 나타내었다. 두 시편은 모두 취성의 벽개 파면(cleavage facet)이 주로 관찰된다. 벽개 파면의 크기 분석 결과, FQ 시편에서는 50 μm 정도로 매우 조대한 벽개 파면이 관찰되었고, FC 시편에서는 벽개 파면의 크기가 거의 20~30 μm정도로 작았다.

미세조직의 차이는 샤르피 충격 특성에 영향을 미치게 되며, Fig. 8에 각 시편의 시험 온도별 샤르피 충격 특성을 나타내었다. 모재는 준다각형 페라이트와 침상형 페라이트로 구성되어 있어서 HAZ 시편에 비해 높은 샤르피 충격 에너지를 갖는다. HAZ 시편은 두께 위치에

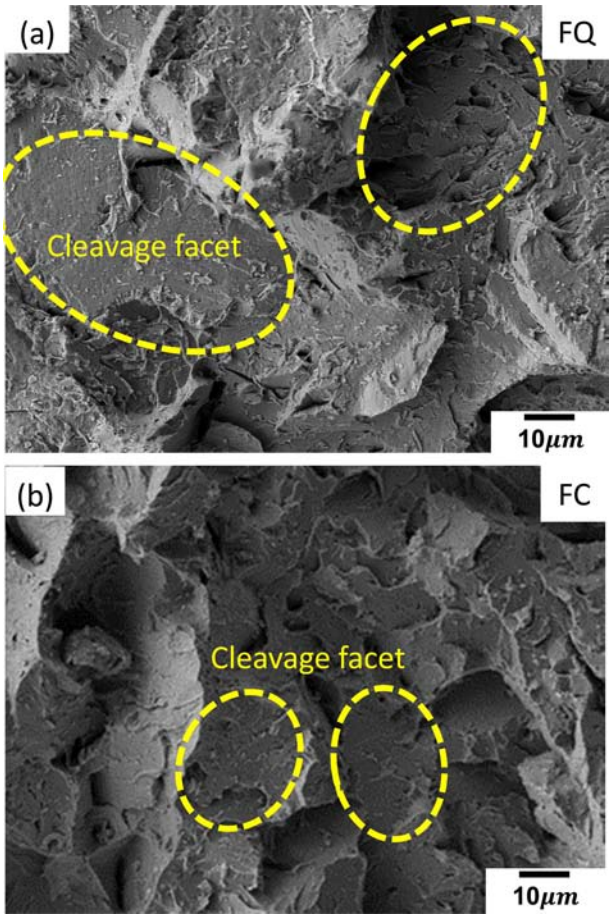

Fig. 7. SEM(scanning electron microscope) fractographs of the fractured Charpy impact tests at -60 °C for the FCAW specimens.

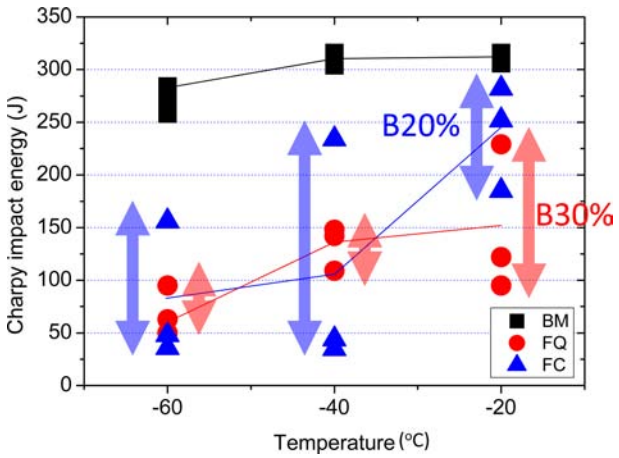

Fig. 8. Charpy impact energy as a function of the test temperature (B : bainite).

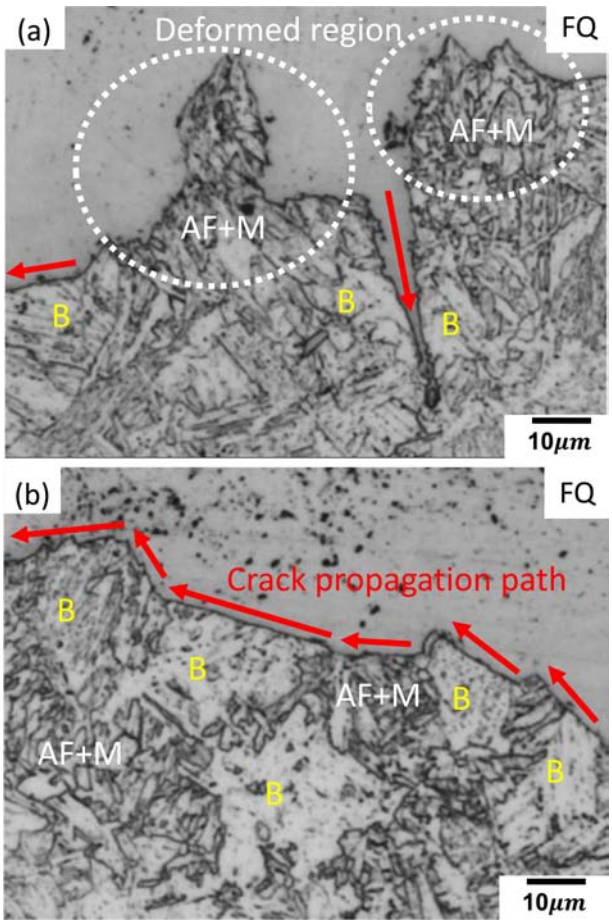

Fig. 9. Optical micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the Charpy impact test fractured at -60 °C for the FQ specimen, showing the crack propagation path (AF : acicular ferrite, M : martensite, B : bainite).

따라 샤르피 충격 에너지의 차이가 크다. FQ 시편은 FCAW 공정 시 빠른 냉각 속도로 인해 베이나이트 분율이 30 %로 높아서 FC 시편에 비해서 낮은 샤르피 충격 에너지를 갖는다. FQ 시편은 -20 °C에서 연성과 취성 파괴가 함께 발생하여 샤르피 충격 에너지의 편차가 크지만, 시험 온도가 감소할수록 샤르피 충격 에너지가 크게 감소하며 편차도 거의 없어지게 된다. 이는 취성 파괴가 주된 파괴 기구로 작용하였음을 의미한다. FC 시편은 FCAW 공정 시 후속되는 열영향에 의해 베이나이트 분율이 20 %로 낮고 FQ 시편에 비해서 높은 샤르피 충격 에너지를 갖는다. 특히, FC 시편은 -60 °C에서도 연성과 취성 파괴가 함께 발생하여, 한 시편의 샤르피 충격 에너지는 150 J 이상으로 높다.

균열의 전파 경로를 조사하기 위하여 Fig. 9에 베이나이트의 분율이 높은 FQ 시편의 -60 °C에서 샤르피 충격 시험한 시편의 파단면을 광학현미경으로 관찰하여 나타내었다. Fig. 9(a)와 같이 미세한 결정립의 침상형 페라이트와 마르텐사이트가 많이 분포하는 영역에서는 연성 파괴에 의해 시편이 변형된 부분이 관찰되었고, 베이나이트 영역에서는 직선의 균열 전파 경로가 나타난다. Fig.

9(b)와 같이 베이나이트가 많이 분포하는 영역에서는 긴 균열이 직선으로 베이나이트 패킷의 내부를 가로지르며 전파되었고, 미세한 결정립의 침상형 페라이트와 마르텐사이트 영역에서는 균열 전파 경로가 짧게 나타난다.

철강재료에서 용접 공정에 의해 형성되는 조대한 패킷을 갖는 베이나이트는 저온 인성에 악영향을 미치는 것으로 알려져 있다. 베이나이트는 패킷 내에 저경각 결정립계나 낮은 전위 밀도를 가지는 조대한 페라이트가 기지상으로 형성되며, 연결되지 않고 서로 떨어진 탄화물이나 MA와 같은 경질의 이차상이 등축 형태로 형성되어 있는 형상을 가진다. 베이나이트는 기지상인 페라이트의 강도가 낮아 균열 전파에 대한 저항성이 매우 낮다. 따라서 균열은 입내를 가로질러 전파할 수 있어, 균열전파경로가 짧아져 저온 인성에 악영향을 미친다. 반면, 미세한 결정립을 갖는 침상형 페라이트는 높은 전위 밀도를 가지고, 유효결정립도가 작고, 무작위한 방향으로 배열되어 저온 인성이 우수한 조직으로 알려져 있다. 침상형 페라이트는 균열이 입내를 가로지르지 못하고 입계에서 꺾이는 형태로 전파하여 전체적인 균열전파경로가 길어져 저온 인성을 향상시킨다.[18,19)]

4. 결 론

본 연구에서는 항복강도 500 MPa 급 해양플랜트용 100 mm 두께의 후판강을 제조하였고, FCAW 방법으로 용접하여 두께 위치별 HAZ 미세조직과 기계적 특성을 조사하여 다음의 결론을 얻었다.

(1) FCAW 공정 시 중심부에 가까울수록 후속되는 열영향에 의해 미세조직이 변화되기 때문에, 두께 1/4t 위치의 HAZ 시편(FQ 시편)이 두께 1/2t 위치의 HAZ 시편(FC 시편)에 비해 조대한 베이나이트 분율이 높고, 침상형 페라이트와 마르텐사이트 혼합 조직의 결정립도 미세하였고, 이들 조직의 주변에서 변형도 많이 일어났다. 이에 따라 두께 1/4t 위치의 HAZ 시편이 두께 1/2t 위치의 HAZ 시편에 비해 높은 경도를 갖는다.

(2) 두께 1/4t 위치의 HAZ 시편의 샤르피 충격 에너지는 두께 1/2t 위치의 HAZ 시편에 비해 낮았고, 온도가 감소할수록 샤르피 충격 에너지가 더 크게 감소하였다. 두께 1/2t 위치의 HAZ 시편은 -40과 -60 °C에서 연성과 취성 파괴가 함께 발생하여, 두께 1/4t 위치의 HAZ 시편에 비해 샤르피 충격 에너지가 높았고, 그 편차도 컸다.

(3) 미세한 결정립의 침상형 페라이트와 마르텐사이트가 많이 분포하는 영역에서는 연성 파괴에 의해 시편이 변형되었다. 반면, 베이나이트 영역에서는 긴 균열이 직선으로 베이나이트 패킷의 내부를 가로지르며 전파하였다.

Acknowledgement

This work was supported by Korea Evolution Institute of Industrial Technology (KEIT) grant funded by the Korea Government (MOTIE). (No. 10063532, Development of steel application technologies against ice-induced crashworthiness and artic temperature high toughness) This work was partly supported by the Korea Institute for Advancement of Technology (KIAT) grant funded by Korea Government (MOTIE). (No. P0002007, The Competency Development Program for Industry Specialist).

References

1. F. B. Pickering, High-strength, low-alloy steels – A decade of progress, p. 9, Union Carbide Corporation, New York, USA (1977).
2. H. K. D. H. Bhadeshia and R. W. K. Honeycombe, Steels: Microstructure and Properties, 3rd ed., p. 360, Butterworth-Heinemann, Oxford, UK (2006).
3. S. K. Dhua, D. Mukerjee and D. S. Sarma, Metall. Mater. Trans. A, **32A**, 2259 (2001).
4. M. Chapa, ISIJ Int., **42**, 1288 (2002).
5. B. Hwang, C. G. Lee and S. J. Kim, Metall. Mater. Trans. A, **42A**, 717 (2011).
6. D. S. Liu, Q. L. Li and T. Emi, Metall. Mater. Trans. A, **42**, 1349 (2011).
7. D. A. Skobir, Mater. Technol., **45**, 295 (2011).
8. Y. L. Zhou, T. Jia, X. J. Zhang, Z. Y. Liu and R. D. K. Misra, Mater. Sci. Eng., A, **626**, 352 (2015).
9. C. Yu, T. C. Yang, C. Y. Huang and R. K. Shiue, Metall. Mater. Trans. A, **47A**, 4777 (2016).
10. T. C. Cheng, C. Yu, T. C. Yang, C. Y. Huang, H. C. Lin and R.-K. Shiue, Arch. Metall. Mater., **63**, 167 (2018).
11. S. Tang, Z. Y. Liu, G. D. Wang and R. D. K. Misra, Mater. Sci. Eng., A, **580**, 257 (2013).
12. K. E. Easterling, Introduction to the physical metallurgy of welding, 2nd ed., p. 269, Butterworth-Heinemann, Oxford, UK (1983).
13. A. Aloraier, R. Ibrahim and P. Thomson, Int. J. Pres. Ves. Pip., **83**, 394 (2006).
14. G. E. Dieter, Mechanical Metallurgy, 3rd Ed., p. 776, McGraw-Hill Book Co., New York, USA (1988).
15. G. Krauss, Steels Processing, Structure, and Performance, 3rd Ed., p. 596, ASM International, Ohio, USA (2005).
16. X. J. Sun, S. F. Yuan, Z. J. Xie, L. L. Dong, C. J. Shang and R. D. K. Misra, , Mater. Sci. Eng., A, **689**, 212 (2017).
17. X. Di, M. Tong, C. Li, C. Zhao and D. Wang, Mater. Sci. Eng., A, **743**, 67 (2019).
18. F. B. Pickering and T. Gladman, ISI Spec. Rep., **81**, 10 (1961).
19. N. Okumura, Met. Sci., **17**, 581 (1983).